

成核层退火压力对形成高阻 GaN 的作用*

许 谏 沈 波[†] 许福军 苗振林 王茂俊 黄 森 鲁 麟 潘尧波 杨志坚 张国义

(北京大学物理学院 人工微结构和介观物理国家重点实验室, 北京 100871)

摘要: 采用了 MOCVD 生长技术来获得高阻 GaN, 发现 GaN 的方块电阻会随着成核层退火压力的降低而迅速升高. 当成核层退火压力降到 75torr 时, 形成了高阻 GaN, 方块电阻达到 $10^{11} \Omega/\square$ 以上. 原子力显微镜结果显示高阻 GaN 的表面非常平整, 表面粗糙度只有 0.15nm. 在位激光检测发现高阻样品的成核层经过退火后会形成密度较高的成核岛. 样品的 X 射线分析结果表明, 随着退火压力的改变, 刃型位错相对于螺型位错会有较大变化. 说明刃型位错是 GaN 电阻变化的主要原因.

关键词: 刃型位错; MOCVD; 高阻 GaN

PACC: 6150C; 6180C; 7360L

中图分类号: O782

文献标识码: A

文章编号: 0253-4177(2007)S0-0127-03

1 引言

GaN 基化合物半导体作为第三代宽禁带半导体材料, 不仅在发光二极管、激光器、紫外探测器方面有重要应用, 而且在研制高温、高频、高功率微波电子器件方面也极具前途. 由于 AlGaIn/GaN 异质结存在很强的极化电场, 会在界面处产生高浓度二维电子气, 并具有很高的电子迁移率, 因此在微波电子器件应用方面受到广泛关注. 一般在 HEMT 器件结构中需要在 AlGaIn/GaN 异质结下方外延高阻 GaN, 目的是避免平行电导, 对提高 AlGaIn/GaN HEMT 器件的高温高频性能有重要作用.

由于用 MOCVD 技术生长的 GaN 薄膜存在大量氮空位和氧杂质, 会产生较高的背景电子浓度而使 GaN 呈现 n 型导电类型. 因此要获得半绝缘的高阻 GaN, 必须补偿这种背景电子. 目前用 MOCVD 技术获得高阻 GaN 材料的主要方法是 p 型杂质补偿法^[1], 这种方法优点是重复性好, 能获得较高阻值的 GaN (方块电阻一般在 $10^{10} \Omega/\square$ 以上). 缺点是会给 MOCVD 系统造成长久的污染, 而且杂质散射效应也会影响器件性能. 本文是通过改变生长工艺条件来获得自补偿的高阻 GaN. 此方法不会对材料和 MOCVD 系统造成污染.

2 实验

实验采用 MOCVD 系统在 c 面蓝宝石上生长 GaN. 三甲基镓 (TMGa) 和氨气 (NH_3) 用作 III 族源和 V 族源. 高纯 H_2 用作载气. 在生长 GaN 之前, 先在 H_2 氛围下高温烘烤衬底. 然后在 530°C 时生长 20nm 的 GaN 低温成核层. 之后将温度升到 1070°C 并恒温一段时间, 这一过程称为退火. 最后生长 2 μm 厚的 GaN 外延层. 本实验样品的的外延层生长压力和温度都一样, 只改变了退火阶段的反应室压力, 称为退火压力. 五个样品 (A, B, C, D 和 E) 的退火压力分别为 75, 160, 200, 250 和 400torr. 本文用 Hall 测试系统来测量 GaN 的方块电阻, 测量极限为 $10^{11} \Omega/\square$. 用原子力显微镜 (AFM), X 射线衍射 (XRD) 和在位激光检测来表征样品物理性质.

3 结果与讨论

图 1 表示的是 GaN 方块电阻随退火压力的变化关系. 随着退火压力由 400 降低到 75torr, GaN 的方块电阻值迅速上升, 变化了七个数量级. 当退火压力降到 75torr 时, GaN 的方块电阻值超过了仪器量程, 达到 $10^{11} \Omega/\square$ 以上, 甚至优于掺杂的效果^[1]. 图 2 显示此高阻样品具有非常平整的表面, AFM 的表面粗糙度 (RMS) 只有 0.15nm.

* 国家自然科学基金 (批准号: 60325413), 国家重点基础研究发展计划 (批准号: 2006CB604908), 教育部科技创新工程重大项目培育资金 (批准号: 705002) 和北京市自然科学基金 (批准号: 4062017) 资助项目

[†] 通信作者. Email: bshen@pku.edu.cn

2006-11-30 收到, 2006-12-11 定稿

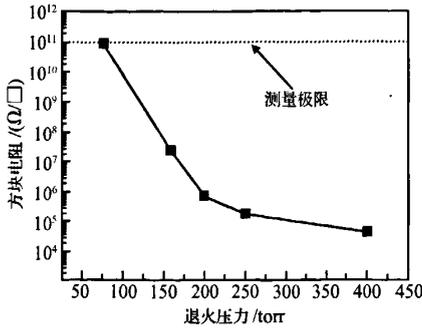


图 1 GaN 方块电阻随退火压力的变化关系 虚线代表仪器的测量极限.

Fig.1 Sheet resistance of GaN films as a function of annealing pressure of the nucleation layer

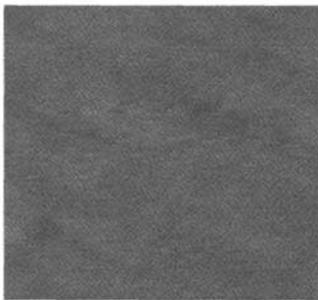


图 2 高阻样品的 AFM 表面形貌图 RMS=0.15nm, 照片大小为 1μm×1μm.

Fig.2 AFM micrograph of high resistivity GaN films (RMS is 0.15nm within a scanning size of 1μm × 1μm.)

为了研究样品方块电阻变化的原因,需要用高分辨 XRD 来确定样品的质量.图 3 给出了样品(002)和(102)晶面的高分辨 X 射线衍射的半峰宽(FWHM)随退火压力的变化.随着退火压力的降

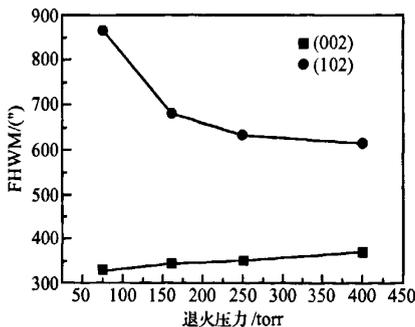


图 3 XRD 数据随退火压力的变化关系

Fig.3 XRD data as a function of annealing pressure of the nucleation layer

低,(002)面的半峰宽缓慢减小,而(102)面的半峰宽迅速增加.(002)面和(102)面分别代表了不同类型位错的信息.(002)面的半峰宽主要取决于螺型位错密度,(102)面的半峰宽则主要取决于刃型位错密度^[2].因此随着退火压力的降低,螺型位错密度会略微减少而刃型位错密度会显著增加.

最近有实验表明 GaN 中的背景电子浓度会随着(102)面半峰宽的增加而减少^[3].这说明刃型位错会捕获导带上的电子.许多理论计算也证明刃型位错会在 GaN 禁带中引入受主型深能级从而起到补偿的效果^[4,5].因此,本实验高阻 GaN 的起因应该是刃型位错的补偿作用.

为了进一步研究退火压力和刃型位错的关系,需要用在位激光检测装置来分析退火压力对生长过程的影响.图 4 给出了样品 A 和样品 E 的激光检测反射谱,退火压力分别是 75 和 400torr.以样品 A 为例来说明 GaN 的生长过程.其中 a, b, c 和 d 是生长过程的关键点. a 点之前的信号是宝石衬底的反射强度.从 a 点开始生长低温成核层到 b 点结束.此过程反射信号增强是由于 GaN 较大折射系数造成的.从 b 点到 c 点就是退火阶段.在此阶段,温度急剧升高,成核层表面由于挥发开始变得粗糙,因此反射信号迅速下降,残留的部分再结晶形成成核岛.从 c 点开始外延生长,在这一过程中成核岛将逐渐合并,形成连续膜,外延层逐渐变平滑,最后出现稳定的干涉振荡. d 点就用来表示开始稳定振荡的时间.

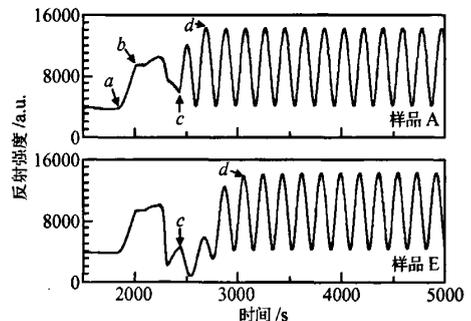


图 4 样品 A 和样品 E 的在位激光检测反射谱 退火压力分别是 75 和 400torr.

Fig.4 In situ reflectance traces for sample A and sample E The annealing pressure are 75 and 400torr, respectively.

图 4 显示样品 A 的反射谱开始稳定振荡的时间要明显早于样品 E.说明样品 A 的成核层经过低压退火后会形成密度较高的成核岛,岛与岛的间距很小,没有横向生长的空间,所以能立即合并很快形

成平滑的连续膜. 而样品 E 的成核层在高压退火下挥发显著, 形成密度较低的成核岛, 岛与岛的间距很大, 要经过横向生长的过程才能合并, 所以反射谱开始稳定振荡的时间要晚. 大量实验表明岛与岛的交界处会产生大量刃型位错, 因此成核岛的密度越高, 刃型位错的密度就越高^[6]. 这就是低压退火能引入大量刃型位错的原因.

4 结论

本文通过改变 MOCVD 的生长工艺来获得高阻 GaN. 研究发现 GaN 的方块电阻会随着成核层退火压力的降低而迅速升高. 当退火压力降到 75 torr 时, GaN 的方块电阻达到了 $10^{11} \Omega/\square$. 原子力显微镜结果显示高阻 GaN 的表面非常平整, 表面粗糙度只有 0.15 nm. 在位激光检测和 XRD 结果表明降低退火压力会增加成核岛数量从而引入大量的刃型位错, 这些刃型位错会在 GaN 禁带中引入深的

受主能级, 起到补偿的效果. 因此本实验高阻 GaN 样品的起因应该是刃型位错的补偿作用.

参考文献

- [1] Heikman S, Keller S, Denbarrs S P, et al. Growth of Fe doped semi-insulating GaN by metalorganic chemical vapor deposition. *Appl Phys Lett*, 2002, 81: 439
- [2] Heying B, Wu X H, Keller S, et al. Role of threading dislocation structure on the X-ray diffraction peak widths in epitaxial GaN films. *Appl Phys Lett*, 2002, 81: 439
- [3] Zhao D G, Jiang D S, Yang Hui, et al. Role of edge dislocation in enhancing the yellow luminescence of n-type GaN. *Appl Phys Lett*, 2006, 88: 241917
- [4] Elsner J, Jones R, Heggie M I, et al. Deep acceptors trapped at threading-edge dislocations in GaN. *Phys Rev B*, 1998, 58: 12571
- [5] Lee S M, Belkhir M A, Zhu X Y, et al. Electronic structure of GaN edge dislocation. *Phys Rev B*, 2000, 61: 16033
- [6] Wu X H, Fini P, Tarsa E J, et al. Dislocation generation in GaN heteroepitaxy. *J Cryst Growth*, 1998, 189: 231

Effects of Annealing Pressure of Nucleation Layer on High-Resistivity GaN*

Xu Jian, Shen Bo[†], Xu Fujun, Miao Zhenlin, Wang Maojun, Huang Sen, Lu Lin,
Pan Yaobo, Yang Zhijian, and Zhang Guoyi

(State Key Laboratory of Artificial Microstructure and Mesoscopic Physics, School of Physics,
Peking University, Beijing 100871, China)

Abstract: The influence of the annealing pressure of the nucleation layer on the resistivity of GaN films grown in metal-organic chemical vapor deposition is investigated. It is found that the sheet resistance of GaN increases over seven orders of magnitude with decreasing the annealing pressure. Under the annealing pressure of 75 torr, GaN with sheet resistance higher than $10^{11} \Omega/\square$ is achieved. X-ray diffraction measurements demonstrate that the density of the edge-type dislocations increases significantly in comparison with that of screw-type dislocations with decreasing the annealing pressure in GaN. It is suggested that the high-resistance GaN is achieved due to the deep acceptor levels introduced by the edge-type dislocations.

Key words: edge-type dislocations; metalorganic chemical vapor deposition; high-resistance GaN

PACC: 6150C; 6180C; 7360L

Article ID: 0253-4177(2007)S0-0127-03

* Project supported by the National Natural Science Foundation of China (No. 60325413), the Special fund for Major State Basic Research Projects of China (No. 2006CB604908), the Cultivation Fund of the Key Scientific and Technical Innovation Project, Ministry of Education of China (No. 705002), and the Natural Science Foundation of Beijing City (No. 4062017)

[†] Corresponding author. Email: bshen@pku.edu.cn

Received 30 November 2006, revised manuscript received 11 December 2006

©2007 Chinese Institute of Electronics